DOI: 10.22067/jmme.2021.69260.1006

# ریزساختار و خواص مکانیکی فولاد A283 رویه‌کاری‌شده توسط اینکونل ٦٢٥ و فولاد ٣٤٧ به‌روش GTAW*

**مقاله پژوهشی**

فرهاد استوان [۱]

**چکیده** *در این تحقیق، تأثیر لایه‌نشانی پوششی دوگانه برروی خواص ریزساختاری و مکانیکی زیرلایه‌های فولاد A283 مورد مطالعه قرار گرفته‌است. از دو نوع فلز پرکنندهٔ مختلف از جنس فولاد زنگ‌نزن ٣٤٧ و اینکونل ٦٢٥ به‌منظور پوشش‌دهی با به‌کارگیری فرایند جوش قوسی تنگستن- گاز (Gas Tungsten Arc Welding) (GTAW) استفاده شد و به‌کمک آزمون‌های میکروسکوپی و مکانیکی خواص روکش حاصل مورد بررسی قرار گرفت. مشاهدات میکروسکوپی نشان داد، در جایی که یک لایه روکش اعمال شد، به‌دلیل نرخ انجماد بالا، ریزساختار به شکل دندریت‌های ستونی در آمد. با اعمال لایهٔ دوم، مورفولوژی دندریتی ستونی در لایهٔ اول تغییر یافت و به حالت دندریت‌های سوزنی و جزیره‌ای درآمد. طیف سنجی پراکندگی انرژی پرتو ایکس (Energy Disperse X-ray Spectroscopy) (EDS) حضور رسوبات کاربیدی را در هر دو نوع پوشش تأیید کرد. آزمون اسکن خطی نشان داد، تغییرات غلظت شیمیایی عناصر از زیرلایه به‌سمت پوشش ٣٤٧ و سپس پوشش ٦٢٥ با شیب ملایمی صورت گرفت و در مقابل، با به‌کارگیری آلیاژ ٦٢٥ برروی زیرلایه و بدون لایهٔ واسط ٣٤٧، تغییرات غلظت عناصر زیاد بود. نتایج آزمون سختی‌سنجی و سایش نشان داد که بیش‌ترین میزان سختی و مقاومت به سایش متعلق به روکش اینکونل ٦٢٥ است. در قیاس با سختی و مقاومت به سایش زیرلایهٔ فولاد A283، اعمال روکش اینکونل ٦٢٥ سبب افزایش سختی در حدود ٤١٪ و بهبود مقاومت به سایش تا حدود ٣/٥ برابر زیرلایهٔ فولاد A283 گردید. هم‌چنین اعمال یک لایه روکش ٣٤٧ برروی زیرلایه سبب بهبود سختی به‌میزان حدود ١٨٪ و مقاومت به سایش تا حدود ١/٧ برابر گردید.*

**واژه‌های کلیدی** جوش‌کاری GTAW، فولاد A283، روکش‌کاری، اینکونل ٦٢٥، فولاد زنگ‌نزن ٣٤٧.

**مقدمه**

آلیاژ A283 یک نوع فولاد کم‌کربن می‌باشد که عمدهٔ مصرف آن در مخازن تحت فشار و برج‌های خنک‌کننده در صنایع پالایشگاهی و صنایع نیروگاهی می‌باشد. این فولادها در طول عمر کاری خود، به‌خصوص در نواحی پر تنش، به‌مرور دچار ساییدگی و کاهش ضخامت می‌گردند و از آن‌جایی که این آلیاژها به‌طور معمول دارای مقاومت به سایش بالایی نیستند، کاربردشان در مواردی با محدودیت مواجه می‌شوند و از این رو عملیات مقاوم‌سازی سطحی برروی این فولادها از اهمیت فراوانی برخوردار است [1].

به‌طور کلی در مهندسی سطح از سه روش کلی برای بهبود شرایط سطحی استفاده می‌شود [2] که عبارتند از ۱) اصلاح خواص سطحی بدون تغییر ترکیب شیمیایی مادهٔ پایه، ۲) تغییر ترکیب شیمیایی سطح با انجام عملیات نفوذ شیمیایی و ترموشیمیایی و ۳) ایجاد یک روکش در سطح ماده. برای ایجاد یک روکش مناسب از روش‌های مختلفی نظیر پوشش‌دهی با لیزر [3]، پوشش‌دهی با پرتو الکترونی [4]، رسوب‌دهی شیمیایی از فاز بخار (Chemical Vapor Deposition) (CVD) [5]، پوشش‌دهی از طریق اسپری کردن [6] و یا پوشش‌دهی از طریق جوش قوسی تنگستن–گاز [7] استفاده می‌شود. یکی از فرایندهای متداول برای پوشش‌دهی سطوح فولادها، استفاده از روش GTAW به‌دلیل ارزانی، قابلیت ایجاد ضخامت پوشش مناسب، چسبندگی خوب پوشش به زیرلایه و نرخ رسوب‌گذاری بالا می‌باشد [8].

از طرفی خواص مکانیکی، مقاومت به خوردگی و حساسیت به ترک گرم اتصال یا پوشش، به ترکیب شیمیایی و نحوهٔ انجماد فلز جوش بستگی دارد. به هنگام طراحی یک اتصال جوش‌کاری، موارد اساسی هم‌چون رقت، خواص

* تاریخ دریافت مقاله ۱۳۹۹/۱۲/۱۶ و تاریخ پذیرش آن ۱۴۰۰/۹/۷ می‌باشد.

(۱) نویسندهٔ مسئول،استادیار گروه مهندسی مواد– متالورژی، واحد بندرعباس، دانشگاه آزاد اسلامی، بندرعباس، ایران.
**Email:** F.ostovan@gmail.com

متالورژیکی فلزجوش و خواص فیزیکی و مکانیکی آن، باید در نظر گرفته شود. زمانی‌که دو فلز در یکدیگر ذوب و با هم مخلوط می‌شوند، فازهای کمپلکس یا ترکیبات بین فلزی تشکیل می‌گردند؛ در این حالت یک روکش‌کاری ذوبی موفق در گرو انتخاب یک فلز پرکنندهٔ مناسب برای جلوگیری از ایجاد چنین فازهایی می‌باشد [9]. آلیاژ اینکونل ٦۲۵ (به‌عنوان یک فلز پرکنندهٔ پرکاربرد) یکی از آلیاژهای پایه نیکل است که به‌خاطر استحکام خزشی بالا، مقاومت به اکسیداسیون بالا تا دمای 1800 °C، مقاومت به خستگی مناسب، مقاومت به خوردگی بالا و... کاربردهای زیادی در صنایع پیشرفته پیدا کرده‌است. تاکنون تحقیقاتی بسیاری در زمینهٔ پوشش‌دهی آلیاژ اینکونل ٦۲۵ برروی زیرلایه‌های متفاوتی صورت گرفته‌است که اکثر آن‌ها کارامدی و توانمندی این آلیاژ را در ایجاد یک پوشش مناسب با خواص ذکرشده تأیید می‌کنند.

به‌عنوان مثال در تحقیق اخیری که توسط استوان و همکاران [10] صورت گرفت، یک لایه روکش اینکونل ٦۲۵ برروی سطح فولاد کربنی A517 توسط روش GTAW رسوب‌گذاری شد. نتایج آن‌ها نشان داد که مقاومت به خوردگی پوشش در حدود ۱۷۰ برابر بیشتر از زیر لایهٔ بدون پوشش بود و هم‌چنین میزان سختی روکش در حدود ۲٤۰ ویکرز به‌دست آمد که بسیار بالاتر از زیرلایه بود. ژو و همکاران (Xu et al.) [11] با به‌کارگیری فرایند پوشش‌دهی با لیزر، یک لایه آلیاژ اینکونل ٦۲۵ را برروی سطح فولاد ضد زنگ ۳۱٦ رسوب‌گذاری کردند. نتایج این تحقیق نشان‌دهندهٔ مقاومت به خوردگی و استحکام فوق‌العادهٔ پوشش در مقایسه با زیرلایه بود. با این‌حال وجود یک ناحیهٔ امتزاج‌نیافته در نزدیکی مرز اتصال پوشش و زیرلایه سبب کاهش مدول یانگ و سختی در آن ناحیه شده بود. پروین کومار و همکاران (Parvin Kumar et al.) در تحقیقی دیگر [12] ریزساختار و خواص مکانیکی پوشش اینکونل ٦۲۵ ایجادشده توسط GTAW را برروی فولاد ضدزنگ 316L مورد بررسی قرار دادند. نتایج این تحقیق، نشان‌دهندهٔ مقاومت به سایش عالی و افزایش استحکام نهایی به‌میزان ۱۷٫۸ درصد بود. آن‌ها هم‌چنین، وجود رسوبات غنی از مولیبدن و نیوبیوم را در نواحی بین دندریتی ریزساختار پوشش گزارش کردند. جدایش مولیبدن و نیکل در تحقیقی دیگر توسط فریاس و همکاران (Farias et al.) [13] نیز گزارش شد. آن‌ها توسط فرایند جوش قوس پلاسمای پودری انتقالی یک لایه اینکونل ٦۲۵ را برروی سطح لولهٔ فولادی (حاوی ۹ درصد نیکل) رسوب‌گذاری کرده بودند.

اگرچه آلیاژ اینکونل ٦۲۵ در بسیاری از مطالعات به‌عنوان یک انتخاب مؤثر در بهبود خواص مکانیکی و خوردگی معرفی شده‌است [14,15]، با این‌حال جوش‌پذیری آلیاژهای اینکونل به‌دلیل جدایش رسوبات در منطقهٔ فلز جوش و منطقهٔ متأثر از حرارت چالش برانگیز می‌باشد. تحت چنین شرایطی احتمال بروز ترک‌های انجمادی بسیار بالا می‌باشد. هم‌چنین جدایش نیوبیوم نیز محتمل می‌باشد که سبب تشکیل فازهای شکننده (ترد) غنی از نیوبیوم در مناطق بین دندریتی در حین انجماد فلز جوش می‌شود. فازهای غنی از نیوبیوم تأثیر قابل توجهی بر خواص مکانیکی، خوردگی و جوش‌پذیری قطعات خواهند داشت. هم‌چنین میزان بالای کروم در ترکیب شیمیایی این آلیاژ سبب کاهش هدایت حرارتی در حین جوش‌کاری می‌شود که این می‌تواند منجر به ایجاد ترک، اعوجاج و یا جوش سطحی در لبه‌های اتصال شود [16].

فولاد زنگ‌نزن آستنیتی ۳٤۷، یکی دیگر از پرمصرف‌ترین فولادهای زنگ‌نزن در صنعت و در فرایند پوشش‌دهی می‌باشد که به‌میزان گسترده‌ای در کاربردهای دما بالا، جایی که مقاومت به خوردگی در محیط‌های آبی اهمیت دارد، مورد استفاده قرار می‌گیرد. این فولاد در صنایع نفت و گاز، پالایشگاه و نیروگاه‌های تولید برق کاربرد فراوان دارد [17].

وجه تمایز این آلیاژ با دیگر آلیاژهای فولاد زنگ‌نزن حضور عنصر نیوبیوم در ترکیب شیمیایی آن می‌باشد. عنصر کربن در دمای بالا با کروم که نقش حفاظت‌کنندگی دارد واکنش دارد و در نواحی مجاور مرزدانه، کاربیدکروم ($Cr_{23}C_6$) را تشکیل می‌دهد که سبب کاهش شدید مقاومت به خوردگی آلیاژ می شود. حضور نیوبیوم می‌تواند تشکیل کاربیدکروم را با تشکیل کاربید نیوبیوم ($Nb(C, N)$) به

تعویق اندازد و درنتیجه مقاومت به‌خوردگی در دمای بالا حفظ خواهد شد. اگرچه این فولادها دارای استحکام کششی مناسبی هستند، لیکن به‌دلیل حرارت ورودی بالا در فرایند روکش‌کاری، ترک‌های داغ حاصل از روکش‌کاری این آلیاژ چالش‌برانگیز است [18].

براساس اطلاعات نویسندگان درمورد پوشش‌دهی سطح فولاد A283 به‌وسیلهٔ دو لایه پوشش غیرهم‌جنس تولیدشده به‌روش GTAW هیچ پژوهشی صورت نگرفته‌است. باتوجه به کارایی بالای پوشش‌های دو لایه [19,20] و هم‌چنین باتوجه به این‌که فولاد زنگ‌نزن آ ستنیتی ۳٤۷ و هم‌چنین سوپرآلیاژ اینکونل ٦۲۵ قابلیت بسیار بالایی را در ارائهٔ یک پوشش با خواص مکانیکی، مقاومت به سایش و خوردگی مناسب دارد [21-23]، در تحقیق حاضر خواص مکانیکی و ریزساختاری پوشش دولایه از جنس فولاد زنگ‌نزن ۳٤۷ و اینکونل ٦۲۵ برروی زیرلایه‌هایی از جنس فولاد کربنیA283 مورد آزمایش و بررسی قرار می‌گیرد.

## مواد و روش تحقیق

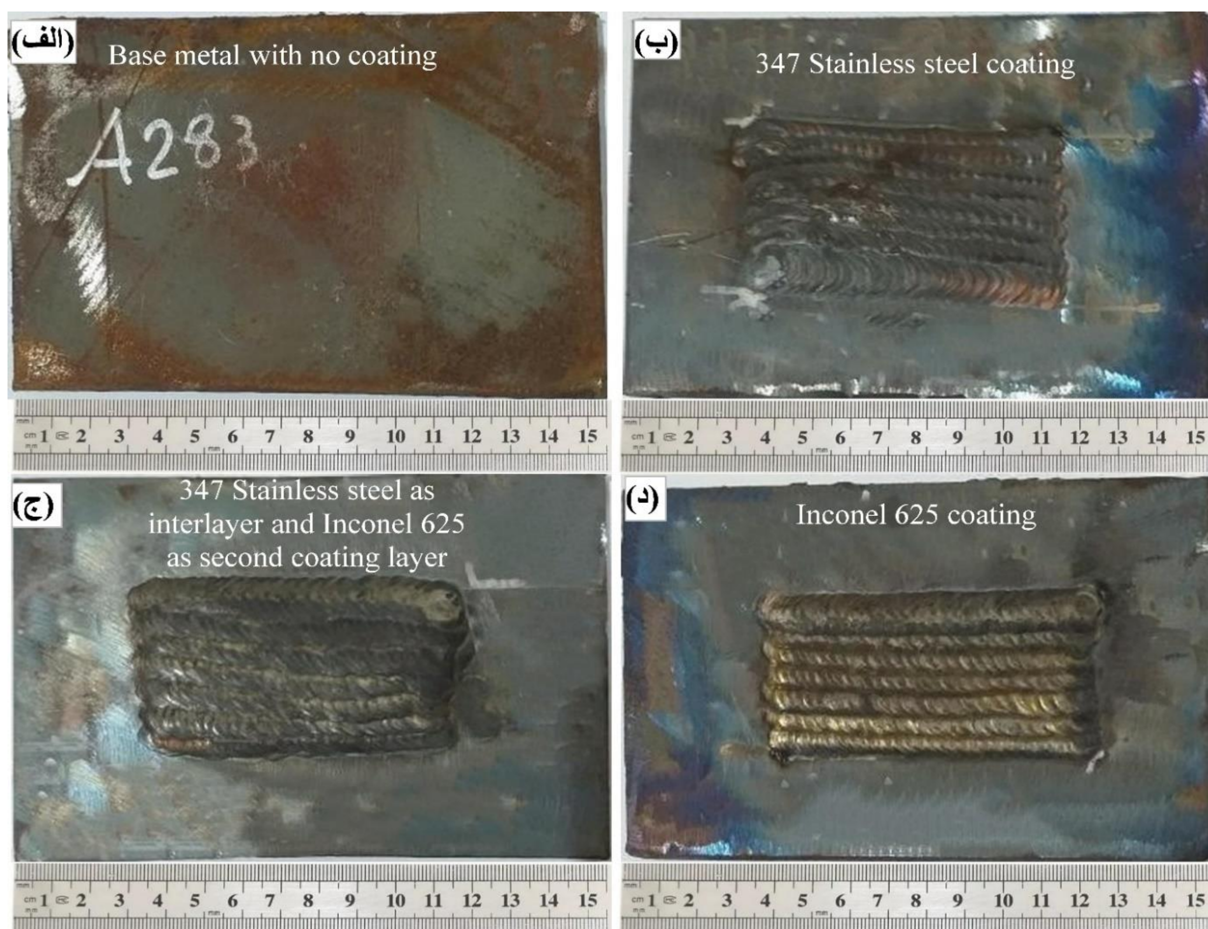
برای انجام این پژوهش، ورق‌های با ابعاد ۱۰×۱۵ سانتی‌متر و با ضخامت ۸mm از جنس آلیاژ A283 مورد استفاده قرار گرفت. ترکیب شیمیایی آلیاژ به‌وسیلهٔ روش طیف‌سنجی نشری نوری (Optical Emission Spectrometry Analysis) به‌وسیلهٔ دستگاه Foundry Master براساس استاندارد ASTM E1086-08 آنالیز شده‌است. برای ایجاد پوشش در سطح فولاد A283 از دو نوع فلز پرکنندهٔ مختلف شامل آلیاژ فولاد زنگ‌نزن ۳٤۷ و سوپرآلیاژ اینکونل ٦۲۵ استفاده شد. جدول (۱) ترکیب شیمیایی فلز پایه و فلزات پرکنندهٔ مورد استفاده را نشان می‌دهد.

عملیات سنباده‌زنی سطوح به‌منظور حذف لایه‌های اکسیدی و دیگر آلودگی‌ها تا سنبادهٔ شمارهٔ ۱۰۰۰ برروی کلیهٔ ورق‌ها انجام شد و سپس سطح حاصل توسط استون چربی زدایی گردید. باتوجه به این‌که هدف از این تحقیق بررسی تأثیر نوع پوشش بر بهبود خواص زیرلایهٔ فولاد کربنی بود، تغییرات نوع فیلرراد و هم‌چنین ترتیب قرارگیری هریک از لایه‌ها، به‌عنوان متغیر اصلی تحقیق در نظر گرفته شد. نمونهٔ اول شامل زیرلایهٔ اولیه بدون پوشش (شکل ۱- الف) است که به‌عنوان نمونهٔ مرجع شناخته می‌شود و خواص به‌دست‌آمده از دیگر نمونه‌ها با این نمونه مقایسه می‌گردد. در نمونهٔ دوم (شکل ۱- ب) از یک لایه پوشش از جنس فولاد زنگ‌نزن ۳٤۷ استفاده شد. در نمونهٔ سوم (شکل ۱- ج) نیز پس از اعمال یک لایه پوشش از جنس آلیاژ ۳٤۷، یک لایه آلیاژ ٦۲۵ اعمال گردید. برای تهیهٔ نمونهٔ چهارم (شکل ۱- د) از یک لایه سوپرآلیاژ اینکونل ٦۲۵ استفاده گردید.

جوش‌کاری GTAW، توسط دستگاه جوش‌کاری MILLER با قطبیت DCEN، و بااستفاده از یک الکترود تنگستن+۲٪ توریوم (قطر ۲/٤mm) انجام شد. پارامترهای جوش‌کاری مورد استفاده در نمونه‌ها به‌صورت کامل در جدول (۲) ذکر شده‌است.

جدول ۱ ترکیب شیمیایی فلز پایه و فلزات پرکنندهٔ ۳٤۷ و اینکونل ٦۲۵

| | ترکیب شیمیایی (درصد وزنی) | | | | | | | | | | |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| فلز پایه/ فلز پرکننده | C | Mn | Si | P | Si | Cr | Mo | Ni | Cu | Nb | Fe |
| A283 | ۰/۲۸ | ۰/۸۹ | ۰/۰۲۵ | ۰/۰۰۲ | ۰/۰۲۵ | ۰/۰۹ | ۰/۰۰٤ | ۰/۰۵ | ۰/۱۸ | ۰/۰۰٤ | باقی‌مانده |
| ER347 | ۰/۰۷ | ۱/۵۸ | ۰/٤۳ | ۰/۰۰۱ | ۰/٤۳ | ۱۸/۸۸ | - | ۹/٦٤ | ۰/۰۰۵ | ۰/۷۸ | باقی‌مانده |
| ERNiCrMo3 | ۰/۰۸ | ۰/۳۸ | ۰/۳ | ۰/۰۰۷ | ۰/۳ | ۲۲/۱۲ | ۸/۳۳ | ٦۳/۸۷ | ۰/٤۷ | ۳/۰۲ | ۰/۹۱ |




شکل ۱ الف) فلز پایه A283 بدون پوشش و ب، ج، د) نمونه‌های تهیه‌شده پس از فرایند روکش‌کاری

جدول ۲ جزئیات فرایند جوش‌کاری

| شمارهٔ نمونه | جزئیات نمونه | قطر الکترود (mm) | قطبیت | سرعت جوش‌کاری (mm/s) | ولتاژ (V) | جریان (A) | میانگین حرارت ورودی در هر پاس(KJ/mm) | تعداد پاس‌ها | دمای بین پاسی (°C) | گاز محافظ |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| ۱ | A283 | ۲/٤ | DCEN | ۰/۱-۹ | ۱۵-۱۲ | ۱۵۰ | ۰/۹۵۵ | ۷ | ۱۱۰-۱۰۰ | Argon (15 L/min) |
| ۲ | A283+347 | | | | | | | | | |
| ۳ | A283+347+Inc 625 | | | | | | | | | |
| ٤ | A283+Inc 625 | | | | | | | | | |

پس از جوش‌کاری، نمونه‌ها برای مطالعات میکروسکوپی توسط سنباده (تا شمارهٔ ۳۰۰۰) آماده سازی سطحی گردید؛ سپس عملیات پولیش بااستفاده از خمیر الماسه انجام شد. محلول‌های حکاکی مورد استفاده برای مطالعات میکروسکپی شامل محلول نایتال، محلول کالینگ و محلول گلیسرژیا به‌ترتیب برای اچ کردن زیرلایه، پوشش حاصل از به‌کارگیری فیلرراد ۳٤۷ و پوشش حاصل از به‌کارگیری فیلرراد اینکونل ٦۲٥ بودند. تصاویر میکروسکوپی نوری توسط میکروسکوپ Metallux 3Leitz تهیه شد. هم‌چنین تصاویر میکرو سکوپ الکترونی و آنالیز

عنصـری EDS نمونه‌ها، در نواحی مختلف جوش، توسط میکرو سکوپ‌های الکترونی روبشی (Scanning Electron Microscope) (SEM) VEGA/ Tescan-LMU و MIRA3/ Tescan بررسی شد. هم‌چنین صحت و سلامت قطعات جوش‌کاری‌شده توسط تکنیک تصویرنگاری ماکروگرافی به‌وسیلهٔ میکرو سکپ استریو مجهز به فیلتر تکفام بررسی شد. لازم به ذکر است که تمامی نمونه‌ها پیش از سایر آزمون‌ها به لحاظ بررسی عیوب ناشی از روکش‌کاری، توسط آزمون غیرمخرب فراصوتی مورد بررسی قرار گرفت و هیچ‌گونه عیبی مشاهده نگردید.

آزمایش سختی‌سنجی براساس سختی ویکرز و توسط دستگاه MICROMET، طبق استاندارد E384-89 انجام شد. مقادیر سختی در نیروی ۳۰۰gr و در زمان ۱۵ ثانیه اندازه‌گیری شد. آزمایش‌های میکروسختی برای هر نمونه و در هر ناحیهٔ جوش، شامل زیرلایه، لایهٔ اول پوشش و لایهٔ دوم پوشش، حداقل در ۳ نقطه انجام گرفت و میانگین مقادیر به‌دست‌آمده به‌عنوان عدد سختی ثبت گردید.

آزمون سایش رفت و برگشتی مطابق با استاندارد ASTM G 133 و با نیروی ۱۰ نیوتن در دمای محیط و در مسافت ۵۰۰m انجام شد. پین‌های سایشی از جنس فولاد بلبرینگ AISI 52100 بودند. سطح نمونه‌ها توسط دستگاه سنگ مغناطیس صاف شدند و سپس برای زدودن چربی‌ها و آلودگی‌ها با استون تمیز شدند.

در ابتدای هر آزمایش، وزن نمونه توسط ترازوی GIBERTINI E42S-B با دقت ۰/۰۰۰۱g اندازه‌گیری شد و در انتها، کاهش وزن نمونه پس از طی مسافت ۵۰۰ متر محاسبه شد. برای هر آزمایش، تعداد ۳ نمونهٔ مشابه در نظر گرفته شد و میانگین مقدار کاهش وزن نمونه‌ها پس از سایش گزارش شد.

## نتایج و بحث

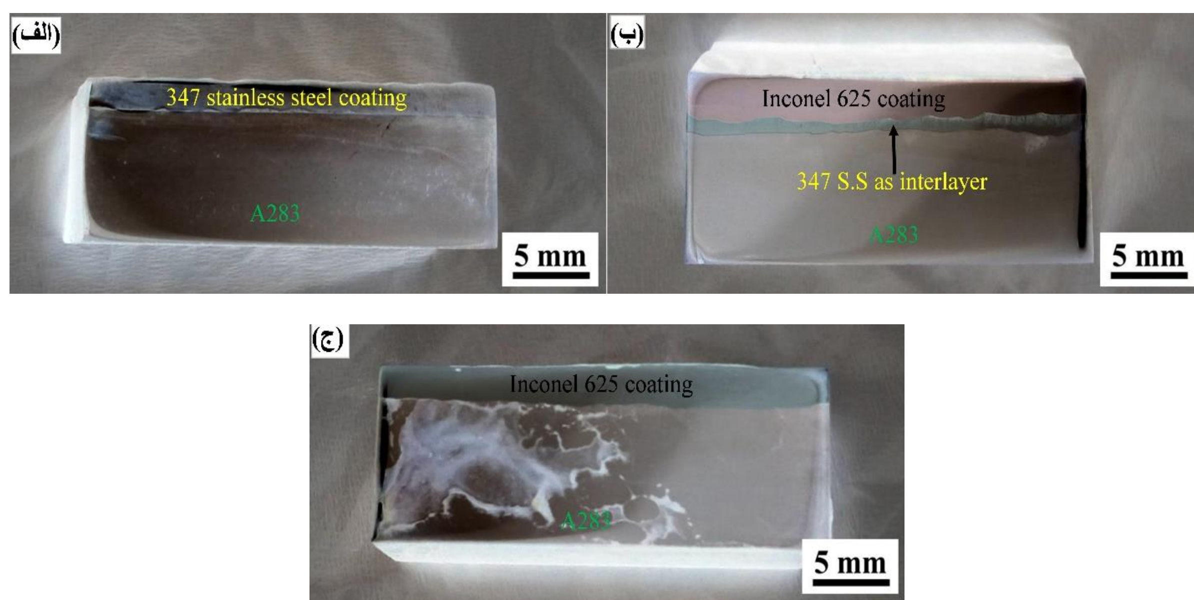
تصاویر ماکروگرافی نمونه‌های جوش‌کاری‌شده در شکل (۲) ارائه شده است. همان‌طور که مشاهده می شود، ریشهٔ جوش، فلزجوش و مناطق متأثر از حرارت (Heat Affected Zone) (HAZ)، عاری از ترک می‌باشند. هم‌چنین روکش‌ها عاری از حفرهٔ گازی، ناخالصی سرباره، حفرهٔ انقباضی و سایر عیوب جوش می‌باشد. نکتهٔ قابل توجه در نمونهٔ سوم، دفرم شدن زیرلایه به‌دلیل تمرکز حرارتی مضاعف در حین رسوب‌دهی پوشش لایهٔ دوم، در این نمونه می‌باشد.

ریزساختار زیرلایه A283 (نمونهٔ اول) در شکل (۳) نمایش داده شده‌است. ساختار فریتی- پرلیتی به‌صورت یک‌نواخت در کل ریزساختار قابل مشاهده می‌باشد. کشیدگی دانه‌ها در یک جهت به‌دلیل به‌کارگیری فرایند نورد در تولید ورق‌های استفاده‌شده می‌باشد.

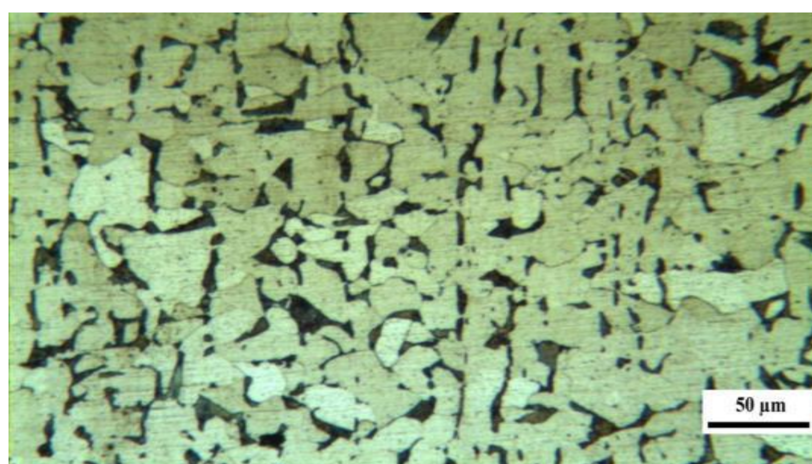
شکل (٤- الف) ریزساختار ناحیهٔ زیرلایه را در نمونهٔ دوم نشان می‌دهد. سمت راست تصویر، نزدیک به پوشش، و سمت چپ آن دور از حرارت ناشی از جوش‌کاری بوده‌است. با حرکت از منطقهٔ دور از حرارت جوش‌کاری به‌سمت پوشش، می‌توان کاهش میزان ساختار پرلیتی را در ریزساختار مشاهده نمود. شکل (٤- ب) ریزساختار ناحیهٔ اتصال زیرلایه به روکش فولاد زنگ‌نزن ۳٤۷ را نمایش می‌دهد. همان‌گونه که مشاهده می‌گردد خط اتصال یا ناحیهٔ اختلاط نشده (Un-mixed Zone) (UZ) به‌صورت یک‌نواخت و باریک و بدون هرگونه عیب، انجماد یافته‌است. ناحیهٔ اختلاط‌نشده به‌دلیل عدم تطابق ترکیب شیمیایی دو آلیاژ ایجاد شده‌است. در مقایسه با ریزساختار به‌دست‌آمده از فلز پایه، می‌توان مشاهده کرد که ساختار پرلیتی در نمونهٔ دوم به مقدار کمتری قابل مشاهده می‌باشد. به‌سبب افزایش دمای زیرلایه در نزدیکی مرز پوشش، ساختار پرلیتی در زمینهٔ فریت به‌مرور حل می‌شود و پرلیت‌ها به‌صورت باریکه‌هایی در مرزدانه‌های فریت آلفا ظاهر می‌گردند [21]. لازم به ذکر است که باتوجه به صعود دما به بالاتر از خط $A_1$ در دیاگرام فازی آهن- کربن و ورود به منطقهٔ $\gamma+\alpha$، باتوجه به سرعت انجماد بالا و سردشدن غیرتعادلی ساختار، احتمال تشکیل ساختار مارتنزیت نیز در نواحی متأثر از حرارت وجود دارد [24]. بااستفاده از منحنی‌های WRC (شکل ٤- د) و باتوجه به درصد کروم و نیکل معادل آلیاژ ۳٤۷ (به‌ترتیب حدود ۱۹ و ۱۲ درصد) می‌توان دریافت که ریزساختار لایهٔ روکش ۳٤۷

به‌صورت آستنیتی- فریتی انجماد یافته‌است که ناحیهٔ آستنیتی پوشش به‌دلیل انجماد غیرتعادلی آن، به‌صورت دندریتی کشیده درآمده‌است.

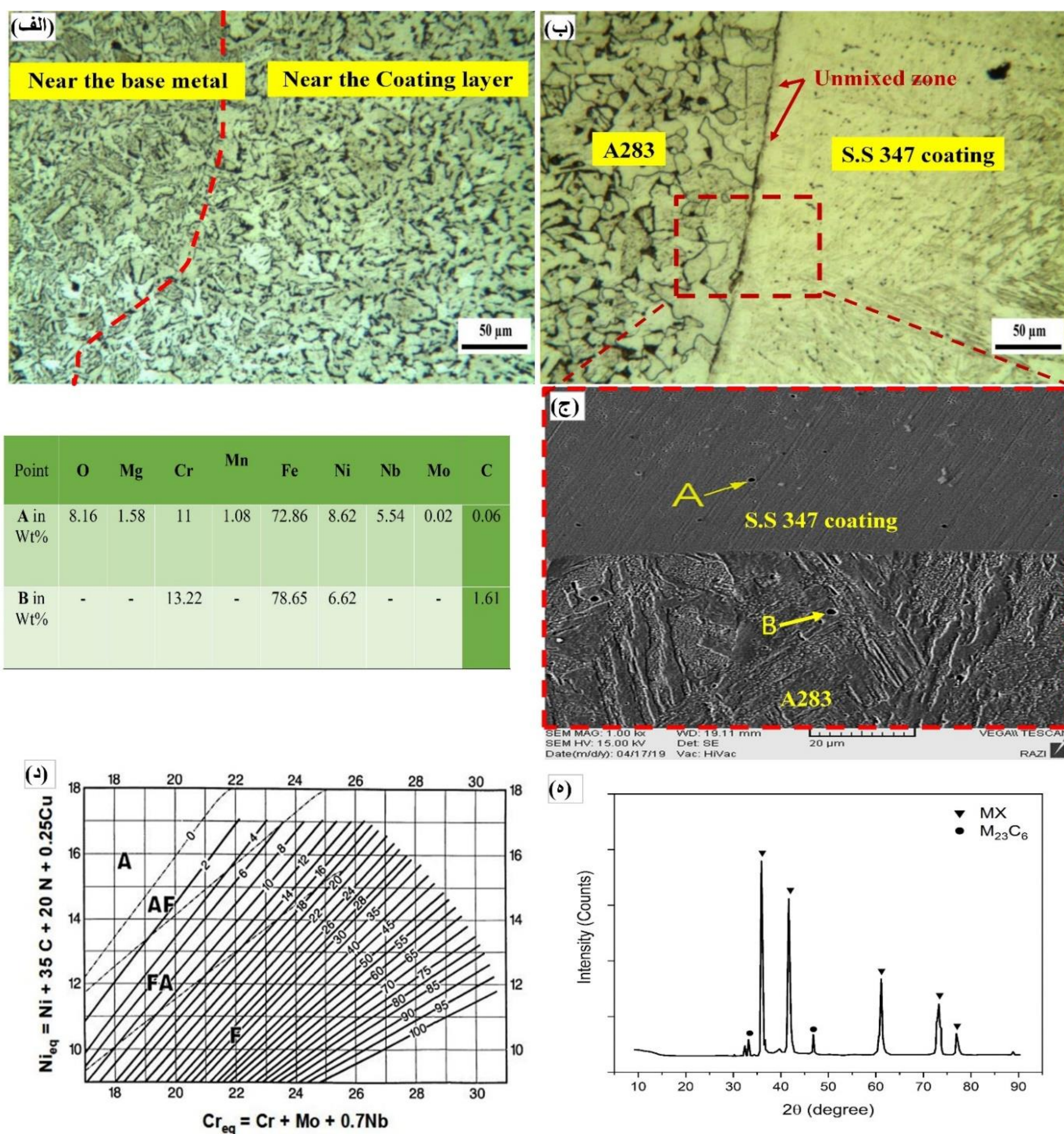
در شکل (٤- ج) تصویر میکروسکوپ الکترونی ناحیهٔ اتصال زیرلایه و روکش در نمونهٔ دوم نمایش داده شده‌است. ساختار پرلیتی- فریتی فلز پایه در این تصویر نیز هویدا است. آنالیز EDS نقطهٔ B (ذرات ریز پخش‌شده در زمینه که در شکل (٤- ب) نیز مشاهده می‌شوند) نشان می‌دهد که به‌دلیل غلظت بالای عنصر کربن و آهن، ذرهٔ تحت آزمون یک کاربید آهن غنی از نیکل و کروم است. هم‌چنین آنالیز EDS نقطهٔ A (ذرات ریز پخش‌شده در پوشش) نشان می‌دهد که ذره تحت برر سی یک کاربید کمپلکس ا ست که در اثر انجماد نامتعادل و ترکیب عناصری نظیر منیزیم، نیوبیم، مولیبدن، کروم و نیکل و کربن به‌وجود آمده‌است [10,11,13]. هم‌چنین آنالیز پراش پرتو اشعهٔ ایکس روکش در نمونهٔ دوم (شکل ٤- ه) نشان‌دهندهٔ تشکیل فازهای کاربیدی ذکرشده در بالا در ریزساختار روکش می‌باشد.




شکل ۲ الف، ب، ج) به‌ترتیب تصاویر ماکروگراف از مقطع عرضی نمونه‌های دوم، سوم و چهارم




شکل ۳ ریزساختار زیرلایهٔ آلیاژ A283




| Point | O | Mg | Cr | Mn | Fe | Ni | Nb | Mo | C |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| A in Wt% | 8.16 | 1.58 | 11 | 1.08 | 72.86 | 8.62 | 5.54 | 0.02 | 0.06 |
| B in Wt% | - | - | 13.22 | - | 78.65 | 6.62 | - | - | 1.61 |

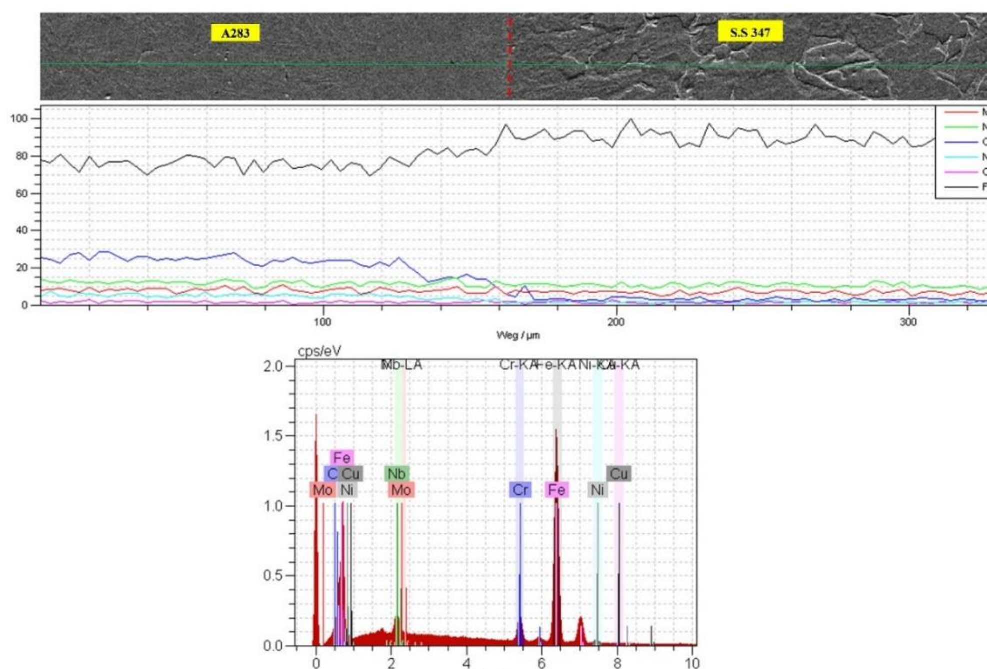
شکل ٤ الف) ناحیهٔ زیرلایه، ب و ج) HAZ در مرز اتصال فلز پایه و فلز جوش در نمونهٔ دوم، د) نمودار WRC مورد استفاده برای فولادهای ضدزنگ آستنیتی و ه) نتایج پراش پرتو اشعهٔ ایکس روکش ایجادشده در نمونهٔ دوم

به‌منظور بررسی تغییرات غلظت شیمیایی از ناحیهٔ زیرلایه به‌طرف پو شش نیز، از آزمون ا سکن خطی ا ستفاده گردید. همان‌طور که در شکل (٥) مشاهده می‌شود، با ورود به ناحیهٔ زیرلایه (سمت را ست) غلظت عنصر آهن افزایش یافته‌است. در مقابل، غلظت عنصر کروم کاهش قابل توجهی داشته‌است که به‌دلیل غلظت بیشتر عنصر کروم در پوشش و غلظت کمتر آن در فلز پایه می‌باشد. تغییرات دیگر عناصر نیز به‌دلیل غلظت اندک آن‌ها در ترکیب شیمیایی، چ‌شم‌گیر نبوده‌است.

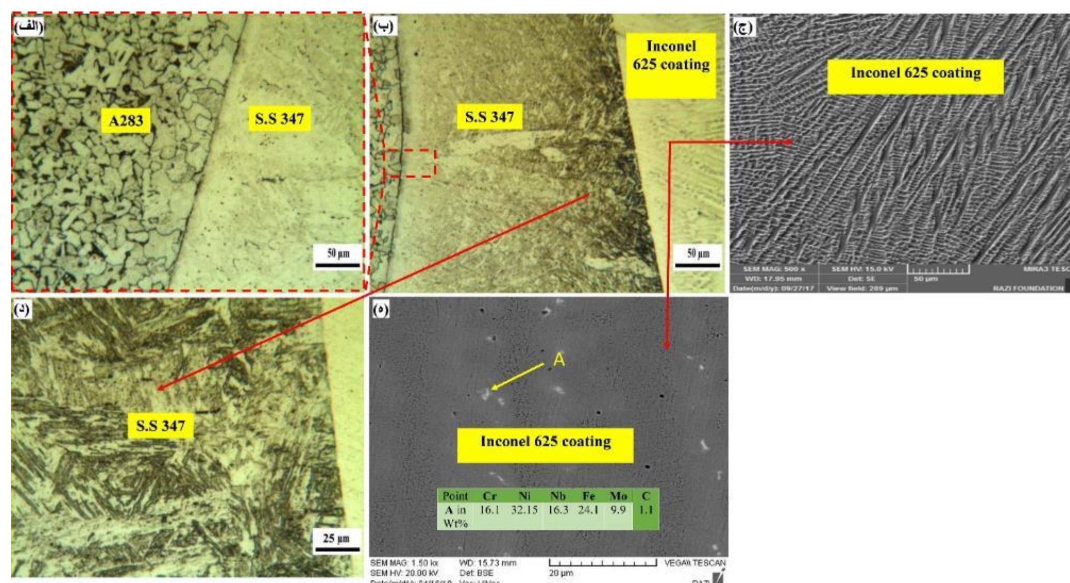
در شکل (٦- الف) ریز ساختار به‌د ست‌آمده از ناحیهٔ فصل م‌شترک زیرلایه و لایهٔ اول روکش (فلز پرکنندهٔ ۳٤۷) در نمونهٔ سوم نمایش داده شده‌است. همان‌گونه که مشاهده

می‌شود، ریزساختار به‌دست‌آمده مشابه ریز ساختار به‌دست آمده از ناحیهٔ متناظر در نمونهٔ دوم است. ریزساختار ناحیهٔ اتصال پوشش لایهٔ اول به لایهٔ دوم در شکل (٦- ب) ارائه شده‌است. ساختار پوشش در لایهٔ دوم (اینکونل ٦٢٥) به‌صورت آستنیتی در شکل دندریت‌های کشیده (شکل ٦- ج) می‌باشد که حضور این دندریت‌های کشیده به‌دلیل سرعت انجماد بالا در لایهٔ آخر پوشش می‌باشد که باعث می‌شود دندریت‌ها در یک جهت رشد کنند و به‌صورت کشیده در آیند [22,23]. هم‌چنین براساس مشاهدات میکروسکپی در شکل (٦- د)، ساختار پوشش لایهٔ اول (فلز پرکنندهٔ ٣٤٧) به‌صورت آستنیتی می‌باشد که با مقایسه با شکل (٤- ب) می‌توان دریافت که با اعمال لایهٔ پوششی دوم، در ناحیهٔ متأثر از حرارت این پوشش، دندریت‌ها به‌دلیل عملیات حرارتی شدن این ناحیه کوتاه‌تر شده‌اند [24].

ریزساختار روکش اینکونل ٦٢٥ در بزرگ‌نمایی بالاتر در شکل (٦-ه) بررسی شده‌است. در تصویر مربوط از تکنیک الکترون برگشتی حین پراش پرتو ایکس در میکرو سکوپ الکترونی استفاده شد. گفتنی است، عناصر سنگین به‌دلیل جرم اتمی بیش‌تر، تفرقی با انرژی بالاتر ایجاد خواهند کرد که پس از تابش پرتو الکترون ثانویه و برگشت آن، آشکارساز پرتو پرانرژی‌تری دریافت می‌کند و درنتیجه کاربیدها (حاوی عناصر سنگین) در تصویر حاصل، دارای کنتراست رنگ بالاتری هستند و با رنگ روشن‌تر نسبت‌به زمینه مشاهده می‌گردند. باتوجه به آنالیز EDS نقطهٔ A، و باتوجه به غلظت عناصر نیوبیوم و آهن در این نقطه می‌توان گفت این رسوب نوعی کاربید کمپلکس یا فاز γ [25] و یا کاربیدهای MC مانند NbC می‌باشد. ترکیب شیمیایی اینکونل ٦٢٥ حاوی نیوبیوم و مولیبدن می‌باشد. این دو عنصر ازجمله عناصری هستند که میل به جدایش شدیدی در حین انجماد فلز جوش دارند که این رفتار را می‌توان به مقدار ضریب توزیع تعادلی K نسبت داد که میزان K از رابطهٔ $K=C_S/C_L$ به‌دست می‌آید که در آن $C_S$ و $C_L$ به‌ترتیب ترکیب شیمیایی فازهای جامد و مذاب در فصل مشترک جامد/ مذاب می‌باشد. نیوبیوم و مولیبدن در بیشتر آلیاژهای پایه نیکل ضریب توزیع تعادلی کمتر از یک دارند [26].




شکل ٥ نتایج آزمون اسکن خطی و نمودار تغییر غلظت عناصر در ناحیهٔ برخورد پوشش و فلز پایه در نمونهٔ دوم



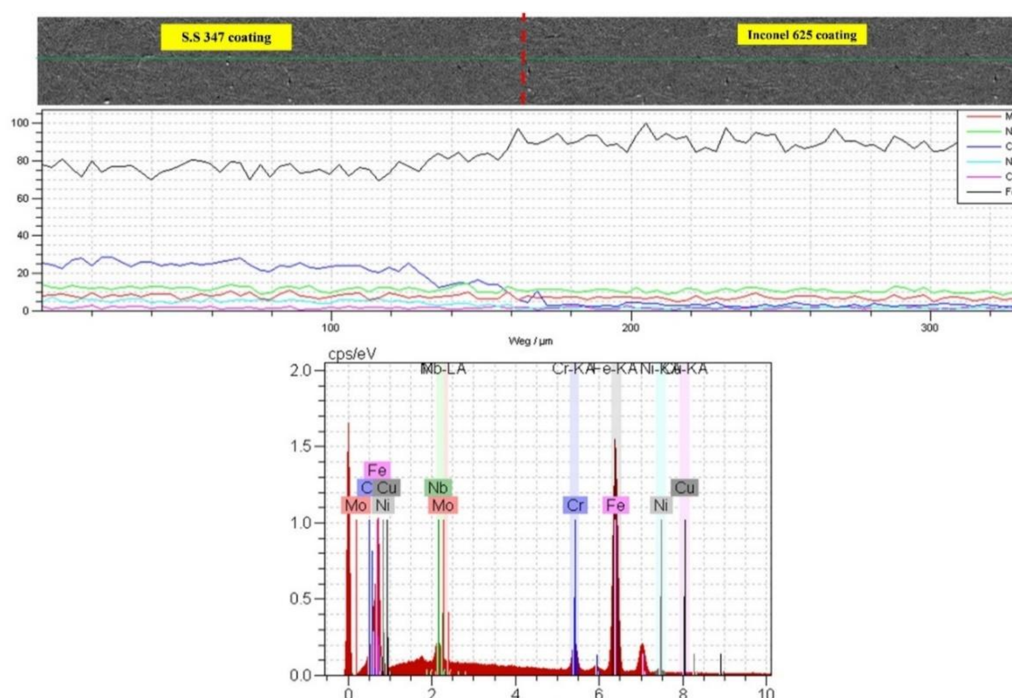

شکل ٦ ریزساختار: الف) فصل مشترک زیرلایه و لایهٔ اول روکش، ب) ناحیهٔ اتصال پوشش لایهٔ اول به لایهٔ دوم، ج، ه) پوشش اینکونل در لایهٔ آخر و د) پوشش میانی S.S 347 در نمونهٔ سوم

مطالعات داپونت و همکاران (Dupont et al.) [27] نشان می‌دهد که ضریب تعادلی نیوبیوم و مولیبدن در آستنیت وابسته به مقدار آهن موجود در ترکیب آلیاژ است. به‌نحوی‌که افزایش مقدار آهن مترادف با کاهش حد حلالیت نیوبیوم در آلیاژهای پایه نیکل می‌باشد. در طی انجماد فلز جوش اینکونل، به‌علت حد حلالیت پایین نیوبیوم در آستنیت ناشی از حضور آهن در ترکیب شیمیایی فلز پرکننده، و وارد شدن مقادیر دیگر توسط فولاد A283، این عنصر از فاز جامد به‌سمت فاز مذاب جدایش می‌کند. روند مشابهی برای مولیبدن در آلیاژهای پایه نیکل، زمانی‌که در جوش غیرمشابه با آلیاژهای حاوی درصد آهن بالا استفاده می‌شوند نیز مشاهده شده‌است. مولیبدن نیز اولین فاز جامد ایجادشده را برای تشکیل نواحی فقیر از مولیبدن ترک می‌کند و یک جدایش ترجیحی از مذاب انجام می‌دهد. به‌دلیل نرخ نفوذ پایین مولیبدن در آستنیت، انجام نفوذ برگشتی به‌سمت هسته‌های دندریت برای حذف شیب غلظتی به‌وجودآمده امکان‌پذیر نیست و به همین دلیل نواحی غنی از مولیبدن و نیوبیوم در طول مراحل مختلف انجماد پیدایش یافته‌اند.

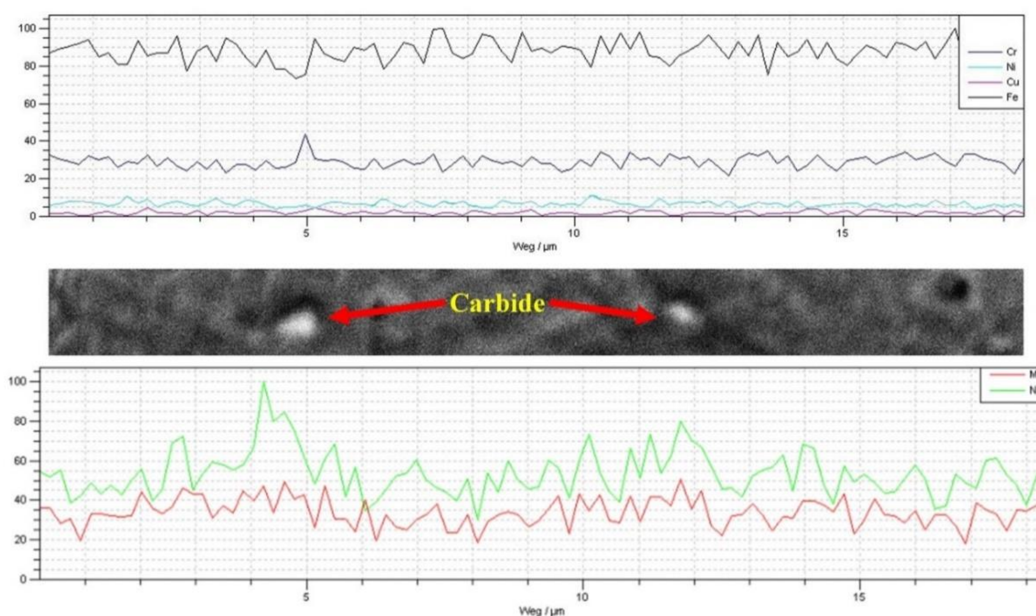
جالب توجه است که در یک ساختار روکش جوش، حرارت ورودی در طول جوش‌کاری نیز یک پارامتر مهم است که می‌تواند روی ریزساختار حاصل تأثیر بگذارد و بررسی متالوگرافی نشان داده‌است که تشکیل فازهای ثانویه در روکش های جوش آلیاژ اینکو نل به حرارت ورودی بستگی دارد. سرد شدن سریع، باعث میزان جدایشِ کمتر اجزای آلیاژ، فواصل بین دندریتی کوتاه‌تر و پراکندگی ریزترِ فاز نهایی می‌شود [10].

تغییرات غلظت عناصر آلیاژی در طول خط اتصال نیز در ناحیهٔ اتصال پوشش لایهٔ اول (۳٤٧) به‌سمت پوشش دوم (اینکونل ٦٢٥) نیز به‌کمک آزمون اسکن خطی در شکل (٧) بررسی گردید. همان‌گونه که مشاهده می‌شود، غلظت عنصر آهن تا اندازه‌ای با ورود به ناحیهٔ آلیاژ ۳٤٧ افزایش یافته‌است. کروم نیز تا اندازه‌ای کاهش داشته‌است و به‌طور کلی می‌توان این‌گونه برداشت کرد که تغییرات غلظت شیمیایی عناصر از زیرلایه به‌سمت پوشش اول (۳٤٧) و سپس پوشش دوم (٦٢٥) به‌مرور، و با شیب اندکی صورت گرفته‌است و تغییرات شدیدی در میزان غلظت عناصر ایجاد نشده‌است. برای بررسی تأثیر کاربیدها در تغییرات غلظت عناصر، آزمون اسکن خطی برروی دو کاربید نزدیک به‌هم انجام گرفته‌است (به شکل ٦– ه مراجعه شود). همان‌طور که در شکل (٨) مشاهده می‌شود در نواحی شامل کاربید، غلظت عنصر آهن در مقایسه با قبل کاهشی نسبی داشته‌است؛ درمقابل عنصر کروم یک تغییر غلظت لحظه‌ای از خود نشان داده‌است. با

هدف ارزیابی دقیق‌تر، در نموداری جداگانه در شکل (۸)، تغییر غلظت عناصر مولیبدن و نیوبیوم، به‌عنوان کاربیدسازهای فعال به نمایش درآمده‌است. کاملاً مشهود است که در نواحی شامل کاربید، غلظت هر دو عنصر نیوبیوم و مولیبدن به‌یک‌باره افزایش یافته‌است. مشاهدهٔ این رفتار جدا از شناسایی کاربید، نشان می‌دهد که در نواحی تشکیل کاربید، غلظت سایر عناصر نیز دست‌خوش تغییر می‌گردد که این تغییرات بدون شک منجر به ایجاد طیفی از خواص متفاوت در طول خط اتصال خواهد شد.




شکل ۷ نتایج آزمون اسکن خطی و نمودار تغییر غلظت عناصر در نمونهٔ سوم




شکل ۸ تغییر غلظت عناصر در نزدیکی مناطق تشکیل کاربید در نمونهٔ سوم

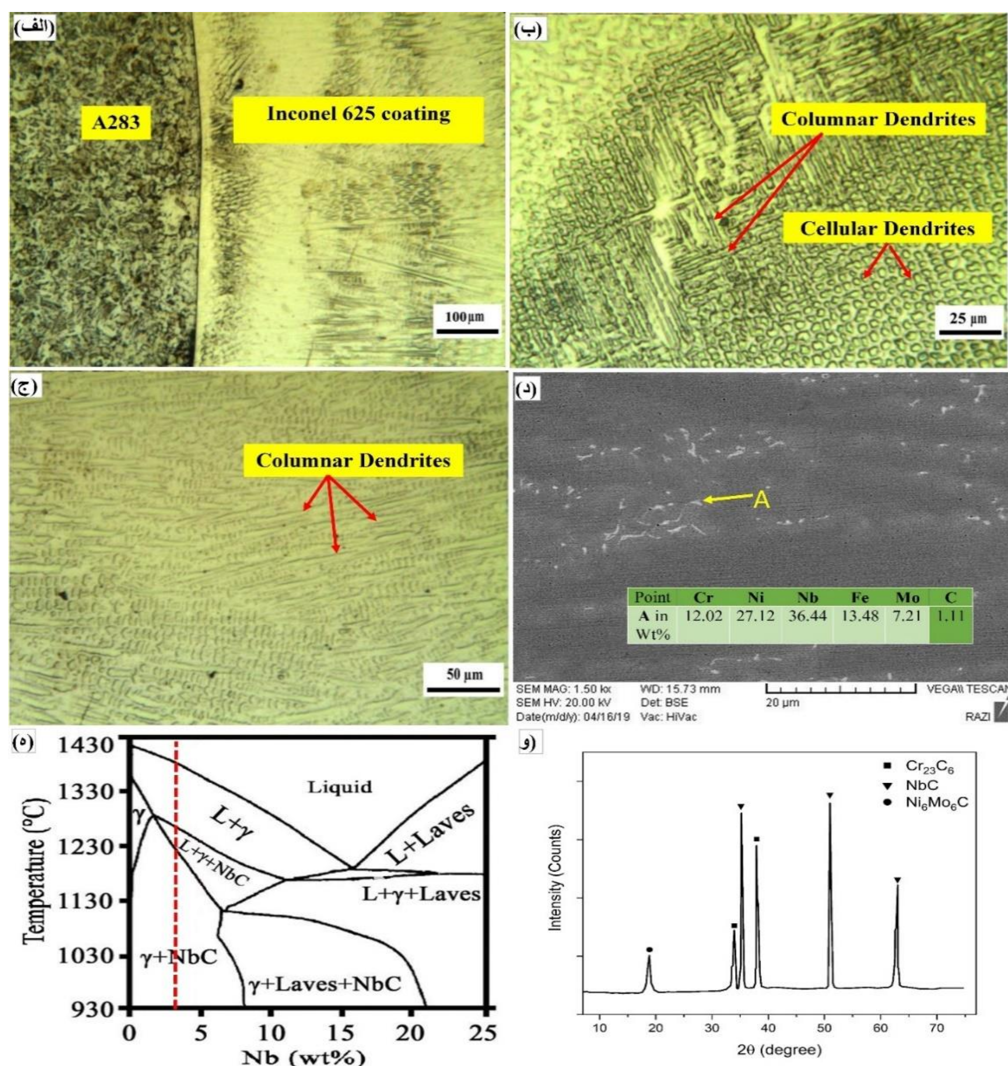
در ادامه ریزساختار نمونهٔ چهارم که در آن فولاد A283 تنها با فیلرراد اینکونل ٦٢٥ پوشش داده شده بود، تحت بررسی قرار گرفت. شکل (۹- الف) ریزساختار به‌دست‌آمده از ناحیهٔ اتصال زیرلایه به پوشش را نمایش می‌دهد. در سمت راست شکل (۹- الف) ریزساختار دندریتی اینکونل ٦٢٥ ناشی از انجماد غیرتعادلی نمایش داده شده‌است. همان‌طور که مشاهده می‌شود، با دور شدن از لبهٔ اتصال و در مرکز پوشش ریزساختار تا اندازه‌ای تغییر یافته‌است. شکل (۹- ب) ریزساختار ناحیهٔ مرکزی فلز روکش داده‌شده را نمایش می-دهد. همان‌گونه که مشاهده می‌گردد، از سمت چپ تصویر (مرز اتصال زیرلایه)، به‌طرف سمت راست تصویر، مورفولوژی ساختار از حالت ستونی خارج شده و به‌حالت سلولی و دندریتی ستونی با بازوهای ثانویه در آمده‌است. هم‌چنین وجود جزایر منفرد در ریزساختار، می‌تواند به‌دلیل نحوهٔ برخورد سلول‌ها و بازوهای ثانویهٔ دندریت‌ها با سطوح پولیش‌شده باشد. با حرکت به‌سمت لبهٔ قطعه دوباره مورفولوژی دندریت‌ها تغییر یافت و به حالت ستونی مشاهده گردید. شکل (۹- ج) ریزساختار به‌دست‌آمده از ناحیهٔ لبهٔ پوشش را نمایش می‌دهد. کاملاً مشهود است که تقریباً کلیهٔ ساختار، به‌سبب سرعت انجماد بالاتر این ناحیه نسبت‌به مرکز انجماد، به‌صورت دندریت‌های ستونی انجماد یافته‌است [10,24,27].

هم‌چنین تصویر میکروسکپ الکترونی از ناحیهٔ پوشش اینکونل ٦٢٥ نشان‌دهندهٔ توزیع وسیع رسوبات در پوشش نمونهٔ چهارم می‌باشد (شکل ۹- د). باتوجه به غلظت عناصر به‌دست‌آمده از نقطهٔ A و باتوجه به مطالعات قبلی صورت گرفته در این زمینه می‌توان گفت که این رسوبات شامل فازهای لاوهٔ غنی از نیوبیوم می‌باشند [10,13,22,25] که البته در فرمی دیگر به‌صورت کاربیدهای غنی از مولیبدن و نیوبیم نیز ظاهر می‌شوند. همان‌طور که گفته شد میل شدید به جدایش عناصری نظیر مولیبدن و نیوبیوم در حین انجماد روکش اینکونل ٦٢٥، سبب تشکیل این فازهای لاوه در مناطق عمدتاً بین دندریتی خواهد شد. باتوجه به نمودار فازی سوپر آلیاژهای پایه نیکل و نیوبیوم (شکل ۹- ه) و باتوجه به درصد نیوبیوم موجود در اینکونل ٦٢٥ مورد استفاده در این تحقیق، می‌توان دریافت که کاربیدهای گزارش‌شده، عمدتاً از نوع NbC می‌باشند. از طرفی آنالیز پراش پرتوی اشعهٔ ایکس روکش اینکونل ٦٢٥ در نمونهٔ چهارم (شکل۹- و) در تطابق مناسبی با سایر نتایج در نشان دادن تشکیل فازهای کاربیدی ذکرشده در ریزساختار روکش می‌باشد. لازم به ذکر است که حضور این رسوبات در زمینه و توزیع مناسب آن‌ها سبب بهبود خواص مکانیکی خواهد شد [25,26].

شکل (۱۰) نتایج آزمون اسکن خطی در ناحیهٔ برخورد زیرلایه به پوشش اینکونل ٦٢٥ را نمایش می‌دهد. در نمودار تغییر غلظت به‌دست‌آمده کاملاً مشهود است که عنصر آهن باتوجه به خط اسکن، و ورود به ناحیهٔ زیرلایه افزایش غلظت شدیدی داشته‌است و یا به عبارت دیگر از غلظت عنصر آهن در لایهٔ پوشش کاسته شده‌است که این می‌تواند به‌دلیل عدم امتزاج کافی پوشش و زیرلایه در مرز اتصال باشد. هم‌چنین می‌توان مشاهده کرد که عناصر آلیاژی دیگر نیز نظیر نیکل، کروم، مولیبدن و نیوبیوم از سمت زیرلایه به‌سمت روکش با افزایش غلظت همراه بوده‌اند که طبیعتاً به‌دلیل حضور این عناصر در ترکیب شیمیایی اولیهٔ آلیاژ اینکونل ٦٢٥ می‌باشد.

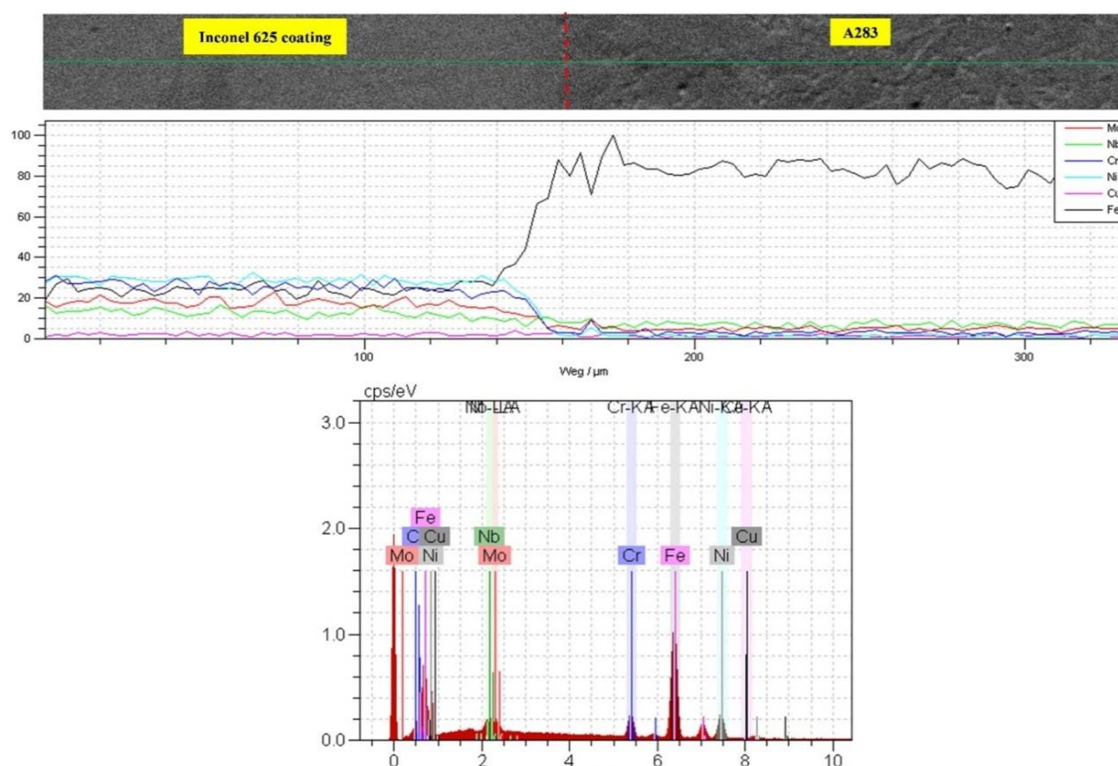
به‌منظور ارزیابی سختی، از هر نمونه در نواحی مختلف شامل زیرلایه، پوشش لایهٔ اول و پوشش لایهٔ دوم آزمون سختی‌سنجی به‌عمل آمد و نتایج آن در جدول (۳) ارائه شدند. همان‌گونه که در نتایج مشاهده می‌گردد، سختی ناحیهٔ زیرلایه در هر چهار نمونه به‌دلیل شرایط یکسان آن‌ها تقریباً برابر به‌دست آمده‌است. لازم به ذکر است که سختی فلز پایه در نواحی مجاور جوش به‌دلیل تغییر در دانه‌بندی مطابق آن‌چه که در تغییرات ریزساختاری بررسی شد، اندکی دچار تغییرات شد. در نمونهٔ دوم با اعمال روکش آلیاژ ۳۴۷ سختی افزایشی چشم‌گیر داشته‌است که نشان‌دهندهٔ کارامدی به‌کارگیری این نوع پوشش برروی زیرلایهٔ فولاد کربنی در بهبود میزان سختی بوده‌است. وجود کاربیدهای کمپلکس ناشی از حضور کروم و نیوبیوم در زمینهٔ آستنیتی آلیاژ ۳۴۷ سبب افزایش سختی این نمونه تا مقادیر حدود ۱۶۹ ویکرز شده‌است. در نمونهٔ سوم، با اعمال لایهٔ دوم پوشش از جنس اینکونل ٦٢٥ سختی به شکل قابل توجهی نسبت‌به زیرلایه و لایهٔ اول افزایش یافته‌است. حضور فاز آستنیت با ساختار دندریتی و هم‌چنین حضور کاربیدهای غنی از نیوبیوم در

پوشش اینکونل ۶۲۵ سبب این افزایش چشم‌گیر سختی شده‌است. لازم به ذکر است که مقادیر سختی لایۀ اول در نمونۀ سوم، تا اندازه‌ای نسبت‌به سختی پوشش نمونۀ دوم افزایش یافته‌است؛ حال آن‌که فیلرراد به‌کار گرفته‌شده در هر دو نمونه مشابه و از یک جنس است (آلیاژ ۳۴۷). همان‌گونه که در تصاویر میکروسکوپ نوری مشاهده شد، با اعمال پوشش اینکونل برروی نمونۀ سوم، مورفولوژی دانه‌های لایۀ اول تغییر یافته بود و از حالت دندریتی ستونی و کشیده به حالت جزیره‌ای تبدیل شده بود. این تغییر ریزساختار که ناشی از حرارت القاشده به لایۀ اول در حین رسوب‌دهی لایۀ دوم ایجاد شده، با تغییر مورفولوژی دانه‌ها و افزایش مرزدانه‌ها منجربه افزایش میزان سختی در ناحیۀ پوشش ۳۴۷ در این نمونه در مقایسه با نمونۀ قبلی شده‌است. در نمونۀ چهارم نیز با به‌کارگیری یک لایه اینکونل ۶۲۵ برروی زیرلایه، سختی افزایش داشته‌است. اعداد به‌دست‌آمده بسیار شبیه به لایۀ دوم در نمونۀ سوم است؛ازاین‌رو می‌توان گفت اگر هدف سختی لایۀ ثانویه باشد، نمونۀ چهارم نسبت‌به نمونۀ دوم و سوم اولویت دارد.




| Point | Cr | Ni | Nb | Fe | Mo | C |
|---|---|---|---|---|---|---|
| A in Wt% | 12.02 | 27.12 | 36.44 | 13.48 | 7.21 | 1.11 |

شکل ۹ ریزساختار الف) فصل مشترک زیرلایه و روکش اینکونل ۶۲۵، ب) ریزساختار ناحیۀ مرکزی فلز روکش، ج) ریزساختار ناحیۀ مرکزی به‌سمت لبۀ پوشش، د) ریزساختار فلز روکش و نحوۀ توزیع رسوبات در نمونۀ چهارم، ه) نمودار فازی سوپرآلیاژهای پایه نیکل و نیوبیوم [28]، و) نتایج پراش پرتو اشعۀ ایکس روکش ایجادشده در نمونۀ دوم




شکل ۱۰ نتایج آزمون اسکن خطی شامل ناحیهٔ تحت آزمون، طیف EDS و نمودار تغییر غلظت عناصر در نمونهٔ چهارم

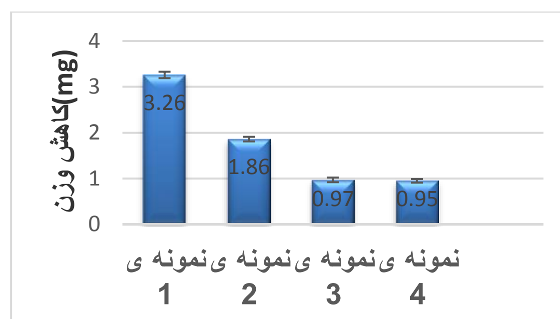
جدول ۳ مقادیر سختی در نواحی مختلف نمونه‌ها

| نمونه | نوع پوشش | سختی (ویکرز) | | |
|---|---|---|---|---|
| | | زیرلایه | لایهٔ اول پوشش | لایهٔ دوم پوشش |
| ۱ | زیرلایهٔ اولیه (بدون پوشش) | ۱٤۳ ± ۳ | – | – |
| ۲ | یک لایه آلیاژ ۳٤۷ | ۱٤۲ ± ٤ | ۱٦۹ ± ۳ | – |
| ۳ | لایهٔ اول آلیاژ ۳٤۷ ، لایهٔ دوم آلیاژ ٦۲٥ | ۱٤۳ ± ۲/٥ | ۱۷۹ ± ۱/۳ | ۲۰۲ ± ۲/۲ |
| ٤ | یک لایه آلیاژ ٦۲٥ | ۱٤۲ ± ۲/۸ | ۲۰۲ ± ۱/۹ | – |

در ادامه خواص مکانیکی نمونه‌ها توسط آزمون سایش تحت بررسی قرار گرفت. پدیدهٔ سایش یکی از مهم‌ترین عوامل تخریب قطعات صنعتی است. برای کاهش این پدیده، انتخاب جنس قطعات درگیر با یکدیگر و نیز انتخاب پوشش سطحی مناسب، بسیار حائز اهمیت است. نتایج کاهش وزن حاصل از آزمون سایش نمونه‌ها در شکل (۱۱) نشان داده شده‌است. همان‌گونه که مشاهده می‌شود، نمونهٔ اول دارای بیش‌ترین مقدار کاهش وزن شده‌است که نشان‌دهندهٔ این است که کم‌ترین مقاومت به سایش را در بین نمونه‌ها داشته‌است. این رفتار با نتایج آزمون سختی‌سنجی مطابقت خوبی دارد.

کاهش وزن نمونهٔ دوم نیز تقریباً نصف کاهش وزن به‌دست‌آمده از نمونهٔ اول است که از این طریق نیز می‌توان تأثیر وجود ساختار آستنیتی به‌همراه رسوبات کاربیدی را در افزایش مقاومت به سایش آلیاژ درک کرد. همان‌گونه که در نتایج سختی نمونه‌ها نیز ذکر شد، سختی در اثر افزایش غلظت عناصر کاربیدزا بهبود خواهد یافت. در نمونهٔ سوم نیز کاهش وزن به‌مراتب کاسته شده و درنتیجه مقاومت به سایش بهبود چشم‌گیری یافته‌است. این روند تأثیر به‌کارگیری سوپرآلیاژ اینکونل ٦۲٥ را در بهبود مقاومت به سایش نشان

می‌دهد. همان‌گونه که در نتایج میکروسکوپی این نمونه نمایش داده شد، وجود ساختار مملو از کاربیدهای کمپلکس در ریزساختار آلیاژ ٦٢٥ دلیل افزایش مقاومت به سایش بوده‌است. در نمونهٔ چهارم مقدار کاهش وزن و مقاومت به‌سایش تقریباً مشابه با نمونهٔ سوم، به‌دلیل اعمال پوشش اینکونل ٦٢٥ در لایهٔ خارجی قطعه به‌دست آمده‌است.

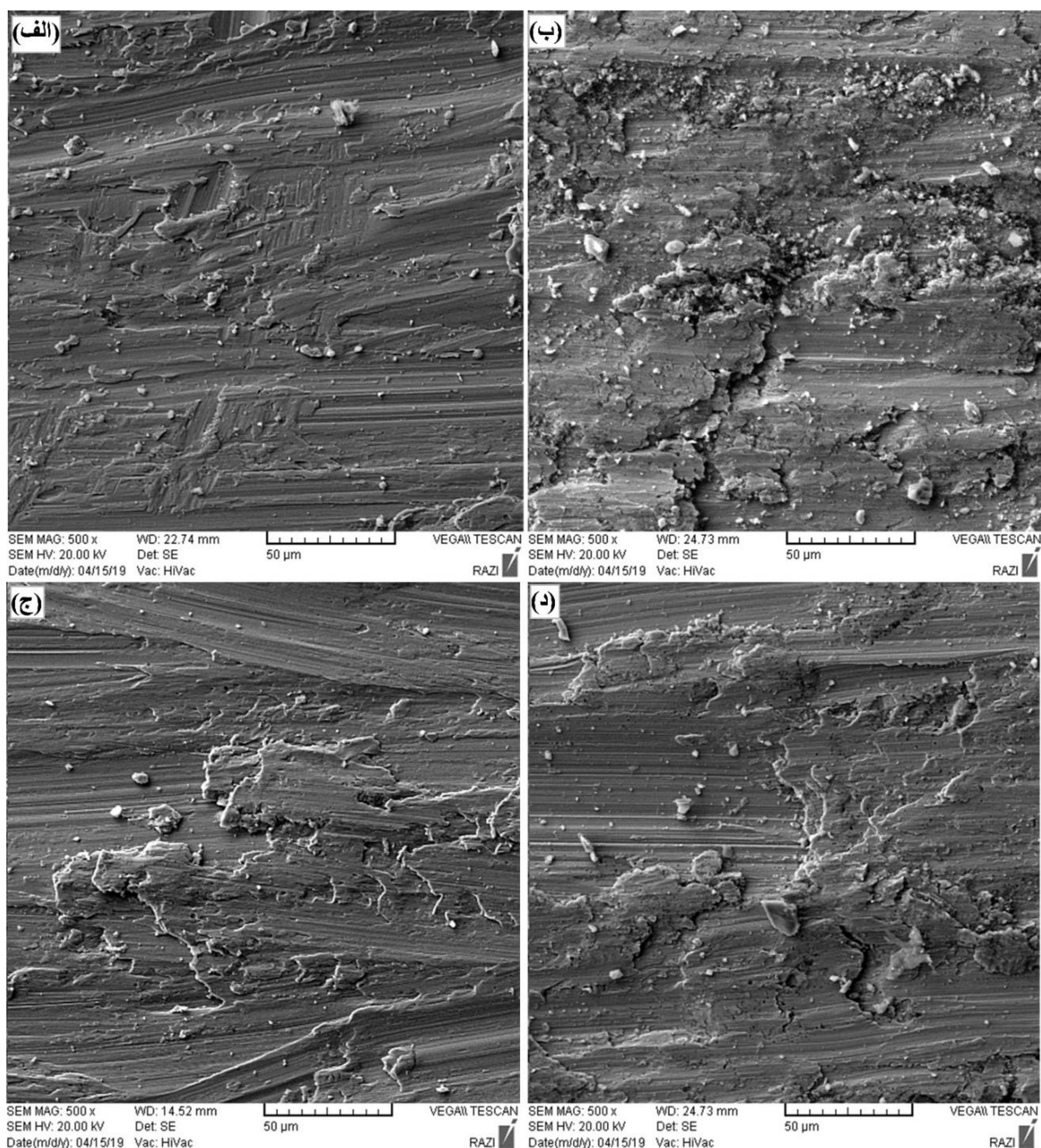



شکل ۱۱ مقادیر کاهش وزن نمونه‌ها پس از آزمون سایش

با بررسی سطوح سایش به‌کمک میکروسکوپ الکترونی روبشی، مکانیزم سایش در نمونه‌ها مورد مطالعه قرار گرفت. شکل (۱۲- الف) تصویر میکروسکوپ الکترونی از ناحیهٔ سایش نمونهٔ اول را نمایش می‌دهد. همان‌گونه که مشاهده می‌شود، مسیر پین سایش کاملاً واضح و هویدا است. آثار خش ایجادشده برروی مسیر سایش نمایانگر این موضوع است که مکانیزم سایش در این نمونه به‌صورت سایش خراشان است. هم‌چنین می‌توان مشاهده کرد که مسیر سایش به‌صورت مسیرهای خراشان همراه با لهیدگی سطحی می‌باشد که نشان از داکتیلیتهٔ بالا در نمونه می‌باشد. در سایش خراشان، سطح ماده به‌صورت مسیرهای خراشیدهٔ موازی درآمده که با ادامه‌دار شدن فرآیند سایش، این مسیرها عمیق‌تر و لهیدگی در عمق بیش‌تری ایجاد می‌گردد [29]. سایش خراشان زمانی رخ می‌دهد که سطح سخت و زبر (پین سایش) در مقابل یک سطح نرم‌تر (نمونه) می‌لغزد. ساینده یا همان پین سایش، با ایجاد شیار در سطح نمونه باعث تخریب سطح و جداشدن ذرات از سطح آن خواهد شد.

در شکل (۱۲- ب)، تصویر SEM به‌دست‌آمده از سطح سایش نمونهٔ دوم نمایش داده شده‌است. با مقایسه با تصاویر به‌دست‌آمده از نمونهٔ اول، می‌توان مشاهده کرد که سطح سایش در نمونهٔ دوم به‌طور کامل تغییر کرده‌است. مسیر صاف و خطی پین سایش محو گشته و آثار کندگی و خوردایش شدیدی برروی سطح ایجاد شده‌است. به‌دلیل سختی بالاتر این نمونه و مشاهدات حاصل می‌توان گفت، مکانیزم سایش تا حدی سایش خراشان سه جسمی و از نوع پرتنش است. در این حالت یک جسم سوم (که معمولاً محصولات سایش است)، به‌صورت یک ذرهٔ کوچک ساینده، میان دو سطح دیگر دارای حرکت نسبی قرار می‌گیرد و یک یا هر دوی آن‌ها را می‌ساید [29].

شکل (۱۲- ج) سطح سایش نمونهٔ سوم را نمایش می‌دهد. همان‌گونه که قابل مشاهده‌است، و در تطابق با نتایج سختی‌سنجی، تخریب سطحی و خوردایش محصولات سایش نسبت‌به نمونهٔ دوم کاهش یافته‌است. این روند در مقادیر کاهش وزن نمونه‌ها نیز کاملاً مشهود است. تصویر به‌دست‌آمده شامل آثار لایه‌ای در خلال یک مسیر صاف می‌باشد که در آستانهٔ کندگی هستند، لیکن از سطح نمونه جدا نشده‌اند. آثار لایه‌ای ایجادشده نشان از مقاومت به سایش بالاتر این نمونه نسبت‌به نمونهٔ دوم دارد که مکانیزم سایش را تا حدودی به سایش چسبان سوق می‌دهد. هم‌چنین سختی زیاد و زبری قابل توجه در نقاط تماس با پین سایش، سبب ایجاد تنش و بالطبع تغییر شکل پلاستیک و نهایتاً آثار کندگی و پولک شکل شده‌است [29]. در شکل (۱۲- د) نیز تصویر سطح سایش نمونهٔ چهارم نمایش داده شده‌است. تصویر به‌دست‌آمده شبیه به سطح سایش حاصل از نمونهٔ سوم است که به‌دلیل سختی سطحی یکسان و هم‌چنین مقاومت به سایش برابر این دو نمونه بوده‌است. کاملاً مشهود است که سطح سایش ترکیبی از خراش‌ها است که در اثر حرکت مکرر پین سایش برروی سطح ایجاد شده و به‌جای له شدن، آثار تورقی را به‌جا گذاشته‌است. با ادامه‌دار شدن فرایند سایش، صفحات تورقی نیز به‌مرور از سطح جدا می‌شوند و نرخ سایش افزایش می‌یابد.




شکل ۱۲ تصویر میکروسکوپ الکترونی از مسیر سایش ایجادشده به‌ترتیب (الف، ب، ج، د) در نمونه‌های اول تا چهارم

## نتیجه‌گیری

در تحقیق حاضر، تأثیر لایه‌نشانی پوششی دوگانه از جنس فولاد زنگ‌نزن ۳۴۷ و اینکونل ٦٢٥ برروی زیرلایه‌هایی از جنس فولاد A283 مورد مطالعه قرار گرفت. نتایج مهم تحقیق به‌صورت خلاصه عبارتند از:

۱. بررسی‌های ریزساختاری نشان داد که با اعمال هر یک از پوشش‌ها برروی زیرلایه، و به‌سبب افزایش دمای زیرلایه در حین ذوب فیلرراد، ساختار پرلیتی در زمینهٔ فریت به‌مرور حل شد و پرلیت‌ها به صورت رشته‌ای و باریک در مرزدانه‌های فریت آلفا ظاهر شد. بدین ترتیب در مرز اتصال روکش به زیرلایه، سهم فریت آلفا نسبت‌به پرلیت افزایش چشم‌گیری داشت.

۲. هم‌چنین نتایج مشاهدات میکروسکوپی نشان داد، با به‌کارگیری یک لایه روکش و فارغ از نوع آن، ریزساختار

به‌شکل دندریت‌های ستونی و کشیده در خواهد آمد. می‌توان گفت، حصول دندریت‌های ستونی در آخرین لایه به‌دلیل سرعت انجماد بالا در حین سرد شدن است که منجر شده‌است دندریت‌ها در یک جهت رشد کند و به‌صورت کشیده درآید. با اعمال روکش لایهٔ دوم و به‌سبب حرارت القاشده به پوشش لایهٔ اول، مورفولوژی دندریتی ستونی تغییر یافت و به حالت دندریت‌های سوزنی و جزیره‌ای درآمد.

۳. بررسی‌های انجام‌شده به‌کمک آزمون EDS، حضور رسوبات، عمدتاً از نوع کاربیدی را در ریزساختار روکش اینکونل ۶۲۵ و آلیاژ ۳۴۷ تأیید کرد. هم‌چنین آزمون اسکن خطی نشان داد که تغییرات غلظت شیمیایی عناصر از زیرلایه به‌سمت پوشش ۳۴۷ و سپس پوشش ۶۲۵ به‌مرور، و با شیب ملایمی صورت گرفته و تغییرات شدیدی در غلظت عناصر پایه ایجاد نشد. در مقابل، با به‌کارگیری آلیاژ ۶۲۵ برروی زیرلایه و بدون لایهٔ واسط ۳۴۷، تغییرات غلظت عناصر به‌شدت زیاد بود. می‌توان گفت، هم‌گرایی ترکیب شیمیایی بین زیرلایه و روکش ۳۴۷ بیشتر بوده‌است.

٤. نتایج آزمون سختی سنجی و سایش نشان داد، بیش‌ترین میزان سختی و مقاومت به سایش متعلق به روکش اینکونل ۶۲۵ است. مقدار سختی روکش اینکونل ۶۲۵ به‌میزان ۶۰ ویکرز از زیرلایه بیش‌تر بود. مقاومت به سایش این روکش نیز بیش از ۳/۵ برابر بیش‌تر از زیرلایهٔ فولاد A283 بود که به‌سبب حضور رسوبات در ریزساختار آلیاژ بود. اعمال آلیاژ ۳۴۷ برروی زیرلایه نیز به‌میزان حدود ۲۵ ویکرز سختی زیرلایه را بهبود بخشید. مقاومت به سایش نیز به نصف کاهش یافت.

۵. نتایج رفتار خواص مکانیکی نشان می‌دهد که آلیاژ ۳۴۷ به‌لحاظ در دسترس بودن و ارزان‌تر بودن در قیاس با اینکونل ۶۲۵ می‌تواند به‌عنوان یک گزینه برای بهبود خواص مکانیکی زیر لایه مورد استفاده قرار گیرد. لیکن برای حصول خواص سایشی و سختی بالاتر، آلیاژ اینکونل ۶۲۵ بر آلیاژ ۳۴۷ برتری دارد.

## تشکر و سپاس‌گزاری

نویسنده از آقای مهندس محمد صفرزاده بابت همکاری در ساخت نمونه‌ها و انجام پژوهش، صمیمانه تشکر می‌کند.

## مراجع

1. Selatnia, I., Sid, A., Benahmed, M., Ozturk, T., and Gherraf, N., "Synthesis and Characterization of a Bis-Pyrazoline Derivative as Corrosion Inhibitor for A283 Carbon Steel in 1M HCl: Electrochemical, Surface, DFT and MD Simulation Studies", *Protection of Metals and Physical Chemistry of Surfaces,* Vol. 54, No. 6, pp. 1182-1193, (2018).
2. Wei, D., Wang, X., Wang, R., and Cui, H., "Surface Modification of 5CrMnMo Steel with Continuous Scanning Electron Beam Process", *Vacuum,* Vol. 149, pp. 118-123, (2018).
3. Liu, H., Li, X., Liu, J., Gao, W., Du, X., and Hao, J., "Microstructural Evolution and Properties of Dual-Layer CoCrFeMnTi0. 2 High-Entropy Alloy Coating Fabricated by Laser Cladding", *Optics & Laser Technology,* Vol. 134, pp. 106646, (2021).
4. Krylova, T. A., and Chumakov, Y. A., "Fabrication of Cr-Ti-C Composite Coating by Non-Vacuum Electron Beam Cladding", *Materials Letters,* Vol. 274, pp. 128022, (2020).
5. Qin, Y., Li, X., Liu, C., Zheng, C., Mao, Q., Chen, B., and Zhang, L., "Effect of Deposition Temperature on

the Corrosion Behavior of CVD SiC Coatings on SiCf/SiC Composites Under Simulated PWR conditions", *Corrosion Science,* Vol. 181, pp. 109233, (2021).

6. Ramkumar, T., Selvakumar, M., Mohanraj, M., Chandramohan, P., and Narayanasamy, P., "Microstructure and Corrosion Behavior of ZnO-Mg Coating on AISI 4140 Steel Fabricated by Spray Coating", *Journal of Materials Engineering and Performance,* Vol. 29, No. 9, pp. 5796-5806, (2020).
7. Lima, C. R. C., Belém, M. J. X., Fals, H. D. C., and Della Rovere, C. A., "Wear and Corrosion Performance of Stellite 6® Coatings Applied by HVOF Spraying and GTAW Hotwire Cladding", *Journal of Materials Processing Technology,* Vol. 284, pp. 116734, (2020).
8. Mirshekari, G. R., Daee, S., Bonabi, S. F., Tavakoli, M. R., Shafyei, A., and Safaei, M., "Effect of Interlayers on the Microstructure and Wear Resistance of Stellite 6 Coatings Deposited on AISI 420 Stainless Steel by GTAW Technique", *Surfaces and Interfaces,* Vol. 9, pp. 79-92, (2017).
9. Kou. S., "Welding Metallurgy". John Wiley & Sons. New Jersey. pp. 431-446. (2003).
10. Ostovan, F., Hasanzadeh, E., Toozandehjani, M., Shafiei, E., Jamaluddin, K. R., and Amrin, A., "Microstructure, Hardness and Corrosion Behavior of Gas Tungsten Arc Welding Clad Inconel 625 Super Alloy over A517 Carbon Steel Using ERNiCrMo3 Filler Metal", *Journal of Materials Engineering and Performance,* Vol. 29, No. 10, pp. 6919-6930, (2020).
11. Xu, X., Mi, G., Chen, L., Xiong, L., Jiang, P., Shao, X., and Wang, C., "Research on Microstructures and Properties of Inconel 625 Coatings Obtained by Laser Cladding with Wire", *Journal of Alloys and Compounds,* Vol. 715, pp. 362-373, (2017).
12. Kumar, N. P., and Shanmugam, N. S., "Some Studies on Nickel Based Inconel 625 Hard Overlays on AISI 316L Plate by Gas Metal arc Welding Based Hardfacing Process", *Wear,* Vol. 456, pp. 203394, (2020).
13. Farias, F. W. C., da Cruz Payão Filho, J., da Silva Júnior, D. A., de Moura, R. N., and Rios, M. C. G., "Microstructural Characterization of Ni-Based Superalloy 625 Clad Welded on a 9% Ni Steel Pipe by Plasma Powder Transferred Arc", *Surface and Coatings Technology,* Vol. 374, pp. 1024-1037, (2019).
14. Feng, K., Chen, Y., Deng, P., Li, Y., Zhao, H., Lu, F., and Li, Z., "Improved High-Temperature Hardness and Wear Resistance of Inconel 625 Coatings Fabricated by Laser Cladding", *Journal of Materials Processing Technology,* Vol. 243, pp. 82-91, (2017).
15. Abioye, T. E., McCartney, D. G., and Clare, A. T., "Laser Cladding of Inconel 625 Wire for Corrosion Protection", *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 217, pp. 232-240, (2015).
16. Rozmus-Górnikowska, M., and Blicharski, M., "Microsegregation and Precipitates in Inconel 625 arc Weld Overlay Coatings on Boiler Pipes", *Archives of Metallurgy and Materials,* Vol. 60, No. 4, pp. 2599-2606, (2015).
17. Rao, N. V., Reddy, G. M., and Nagarjuna, S., "Weld Overlay Cladding of High Strength Low Alloy Steel with Austenitic Stainless Steel–Structure and Properties", *Materials & Design,* Vol. 32, No. 4, pp. 2496-2506,

(2011).

18. Ramirez–Ledesma, A. L., Acosta–Vargas, L. A., and Juarez–Islas, J. A., "Suppression of Interdendritic Segregation During Welding of a 347 Austenitic Stainless Steel Pipe Reactors", *Engineering Failure Analysis,* Vol. 114, pp. 104589, (2020).
19. Chen, J. H., Hua, P. H., Chen, P. N., Chang, C. M., Chen, M. C., and Wu, W., "Characteristics of Multi-Element Alloy Cladding Produced by TIG Process", *Materials Letters*, Vol. 62, No. 16, pp. 2490-2492, (2008).
20. Madadi, F., Rezaeian, A., Edris, H., and Zhiani, M., "Improving Performance in PE222MFC by Applying Different Coatings to Metallic Bipolar Plates", *Materials Chemistry and Physics*, Vol. 238, pp. 121911, (2019).
21. Chen, J. H., Chen, P. N., Hua, P. H., Chen, M. C., Chang, Y. Y., and Wu, W., "Deposition of Multicomponent Alloys on Low-Carbon Steel Using Gas Tungsten Arc Welding (GTAW) Cladding Process", *Materials Transactions,* Vol. 50, No. 3, pp. 689-694, (2009).
22. Seddighi, S., Ostovan, F., Shafiei, E., and Toozandehjani, M., "A Study on the Effect of Stress Relief Heat Treatment on the Microstructure and Mechanical Properties of Dissimilar GTAW Weld Joints of Inconel 625 and A106 Carbon Steel", *Materials Research Express,* Vol. 6, No. 8, pp. 086582, (2019).
23. Silva, C. C., De Miranda, H. C., Motta, M. F., Farias, J. P., Afonso, C. R. M., and Ramirez, A. J., "New Insight on the Solidification Path of an Alloy 625 Weld Overlay", *Journal of Materials Research and Technology,* Vol. 2, No. 3, pp. 228-237, (2013).
24. Baker. H. and Okamoto. H.. "ASM Handbook. Vol. 3. Alloy Phase Diagrams", *ASM International. Materials Park. Ohio*, **Vol. 3,** pp. 501-550. (1992).
25. Maltin, C. A., Galloway, A. M., and Mweemba, M., "Microstructural Evolution of Inconel 625 and Inconel 686CPT Weld Metal for Clad Carbon Steel Linepipe Joints: A Comparator Study", *Metallurgical and Materials Transactions A,* Vol. 45, No. 8, pp. 3519-3532, (2014).
26. Xing, X., Di, X., and Wang, B., "The Effect of Post-Weld Heat Treatment Temperature on the Microstructure of Inconel 625 Deposited Metal", *Journal of Alloys and Compounds,* Vol. 593, pp. 110-116, (2014).
27. DuPont, J. N., Marder, A. R., Notis, M. R., and Robino, C. V., "Solidification of Nb-Bearing Superalloys: Part II. Pseudoternary Solidification Surfaces", *Metallurgical and Materials Transactions A,* Vol. 29, No. 11, pp. 2797-2806, (1998).
28. Rahim, E.A., Warap, N.M., Mohid, Z., Ibrahim, M.R. and Ismail, M.I.S., "A Prediction of Laser Spot-to-Cutting Tool Distance in Laser Assisted Micro Milling Inconel 718", *Advances in Materials and Processing Technologies,* Vol. 1, No. 3-4, pp. 529-541, (2015).
29. Lim, S. C., and Ashby, M. F., "Overview No. 55 Wear-Mechanism Maps", *Acta Metallurgica*, Vol. 35, No. 1, pp. 1-24, (1987).